

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 2003-094207

(43)Date of publication of application : 03.04.2003

(51)Int. Cl.

B23B 27/14
// C23C 14/06
C23C 16/34

(21)Application number : 2001-293033

(71)Applicant : KYOCERA CORP

(22)Date of filing : 26.09.2001

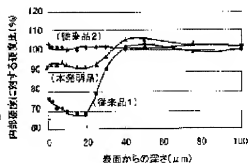
(72)Inventor : SHIBATA DAISUKE

(54) CUTTING TOOL

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide a cutting tool retaining high hardness and toughness having excellent wear resistance, plasticity and deformability resistance and fracture- ability resistance for high efficient cutting of a hard cutting material such as stainless steel or the like.

SOLUTION: This cutting tool is characterizedly having a superficial region having a minimum hardness of 90-98% in comparison with the internal hardness of a parent material in the vicinity of the surface of the parent material of cemented carbide in the cutting tool having a clad layer on the surface of the cemented carbide comprising a rigid phase component greater than the first class of metallic carbide, nitride and/or carbo-nitride selected among group 4a, 5a, 6a metals in the periodic table including at least WC and a binder phase component at least one kind of the iron group metals.



(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開2003-94207

(P2003-94207A)

(43) 公開日 平成15年4月3日(2003.4.3)

(51) Int.Cl. ⁷	識別記号	F I	テーム(参考)
B 2 3 B	27/14	B 2 3 B 27/14	A 3 C 0 4 6
C 2 3 C	14/06 16/34	C 2 3 C 14/06 16/34	B 4 K 0 2 9 A 4 K 0 3 0

審査請求 未請求 請求項の数 6 O L (全 6 頁)

(21) 出願番号 特願2001-293033(P2001-293033)

(22) 出願日 平成13年9月26日(2001.9.26)

(71) 出願人 000006333

京セラ株式会社

京都府京都市伏見区竹田島羽殿町6番地

(72) 発明者 柴田 大輔

鹿児島県川内市高城町1810番地 京セラ株

式会社鹿児島川内工場内

Fターム(参考) 30046 FF03 FF11 FF25 FF27 FF32

FF43 FF46 FF51 FF52 FF55

4K029 AA02 AA04 BA34 BA44 BA60

BD05 EA01

4K030 BA02 BA06 BA18 BA22 BA28

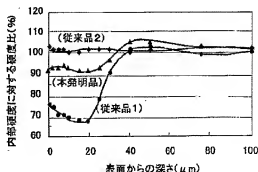
BA38 BA43 CA03

(54) 【発明の名称】 切削工具

(57) 【要約】

【課題】 ステンレス鋼等の難削材の高効率切削に対して優れた耐摩耗性、耐塑性変形性および耐久損性を有する高硬度と強靱性を保持する切削工具を提供する。

【解決手段】 少なくともWCを含む周期律表第4a、5a、6a族からなる群より選ばれた金属の炭化物、窒化物および/または炭窒化物の1種以上の硬質相成分と1種以上の鉄族金属の結合相成分とからなる超硬合金母材の表面に被覆層を有する切削工具において、前記超硬合金母材の表面近傍に母材内部の硬度と比較して90～98%の最低硬度を有する表面領域を有することを特徴とする。



【特許請求の範囲】

【請求項1】 少なくともWCを含む周期律表第4a、5a、6a族からなる群より選ばれた金属の炭化物、窒化物および/または炭窒化物の1種以上の硬質相成分と1種以上の鉄族金属の結合相成分とからなる超硬合金母材の表面に被覆層を有する切削工具において、前記超硬合金母材の表面近傍に母材内部の硬度と比較して90～98%の最低硬度を有する表面領域を有することを特徴とする切削工具。

【請求項2】 前記周期律表第4a、5a、6a族からなる群より選ばれた金属としてZrを含有するとともに、前記周期律表第4a、5a、6a族からなる群より選ばれた金属に占める前記Zrの比率が前記超硬合金母材の内部に比べて高い領域を前記超硬合金母材の表面近傍に有することを特徴とする請求項1に記載の切削工具。

【請求項3】 前記Zrの比率が前記超硬合金母材の内部に比べて高い領域の厚さが5乃至100μmであることを特徴とする請求項2に記載の切削工具。

【請求項4】 前記超硬合金母材の内部に2種以上のB1型固溶体相が存在し、前記B1型固溶体相のうち1種がそれ以外のB1型固溶体相と比較してZrの含有量が多いB1型固溶体相であることを特徴とする請求項2または請求項3に記載の切削工具。

【請求項5】 前記Zrの含有量が多いB1型固溶体相の平均粒径が3μm以下であることを特徴とする請求項4に記載の切削工具。

【請求項6】 前記周期律表第4a、5a、6a族からなる群より選ばれた金属のうちのTaの含有量が、Ta換算で質量中の1重量%以下であることを特徴とする請求項1乃至請求項5のいずれかに記載の切削工具。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は切削工具に関し、特にステンレス鋼をはじめとする難削材の切削に適する硬度と靱性を備えた炭化タングステン基被覆超硬合金母材などからなる切削工具に関する。

【0002】

【従来の技術】従来から、金属の切削加工に広く用いられている超硬合金は、炭化タングステンを主体とする硬質相と、コバルト等の鉄族金属の結合相からなるWC-C系合金、もしくは上記WC-C系に周期律表第4a、5a、6a族の金属の炭化物、窒化物、炭窒化物等を添加した系が知られている。これらの超硬合金は、切削工具として、主に銻鉄や炭素鋼等の切削に適用されているが、最近ではステンレス鋼に代表される難削材の切削への適用も進められている。しかしながら、これら難削材は加工硬化の発生、低熱伝導率、工具材料との親和性が高い、という性質を持つために、切削加工の分野では問題が多いのが現状である。すなわち、ステンレス鋼

の加工には靱性と硬度を兼ね備えた超硬合金母材が必要とされていた。

【0003】

【発明が解決しようとする課題】従来のC₀量の比較的小さいWC-C系超硬合金からなるK種超硬合金製切削工具や単一組成のB1型固溶体を有するP種超硬合金製切削工具でステンレス鋼等の難削材を切削加工すると、切削工具の摩耗が急激に進行したり、溶着が原因と考えられる欠損が発生して被削材の加工面状態が悪化し、短時間のうちに工具寿命となり、良好な切削ができないという問題があった。

【0004】また、加工硬化した加工面から受ける切削抵抗から一次境界部の損傷が激しく、早々に工具寿命に到り、良好な切削特性を得るに至っていない。

【0005】本発明は上記のような問題点を解決し、特にステンレス鋼に代表される難削材の高速・高効率切削に適した切削工具に利用できる被覆超硬合金からなる切削工具を提供することを目的とする。

【0006】

【課題を解決するための手段】本発明者は、上記問題点について検討を重ねた結果、超硬合金母材の表面近傍に母材内部における硬度と比較して90～98%の最低硬度の表面領域を有することにより、難削材加工時に十分な硬度を有し、加工硬化を起こした表面を切削する際に受ける衝撃に耐える靱性も兼ね備えた超硬合金母材が得られるという知見を得て本発明に至った。

【0007】また、上記超硬合金母材において、母材内部に2種以上のB1型固溶体相が存在し、このB1型固溶体相のうち少なくとも1種がそれ以外のB1型固溶体相と比較してZrの含有量が多いB1型固溶体相であり、これらがこの超硬合金母材の表面近傍と母材内部において存在状態が異なることによっても上記効果が特徴的に得られることが分かった。

【0008】すなわち、本発明の切削工具は、少なくともWCを含む周期律表第4a、5a、6a族からなる群より選ばれた金属の炭化物、窒化物および/または炭窒化物の1種以上の硬質相成分と1種以上の鉄族金属の結合相成分とからなる超硬合金母材の表面に被覆層を有する切削工具において、前記超硬合金母材の表面近傍に母材内部の硬度と比較して90～98%の最低硬度の領域を有することを特徴とするものである。

【0009】上記切削工具は、前記周期律表第4a、5a、6a族からなる群より選ばれた金属としてZrを含有するとともに、前記周期律表第4a、5a、6a族からなる群より選ばれた金属に占める前記Zrの比率が前記超硬合金母材の内部に比べて高い領域を前記超硬合金母材の表面近傍に有することが望ましい。

【0010】また、上記切削工具では、前記Zrの比率が前記超硬合金母材の内部に比べて高い領域の厚さが5乃至100μmであることが望ましい。

【0011】また、上記切削工具では、上記超硬合金母材の内部に2種以上のB1型固溶体相が存在し、前記B1型固溶体相のうちの1種がそれ以外のB1型固溶体相と比較してZrの含有量が多いB1型固溶体相であることが望ましい。

【0012】前記切削工具では、前記Zrの含有量が多いB1型固溶体相の平均粒径が3 μ m以下であることが望ましい。

【0013】上記切削工具では、前記周期律表第4a、5a、6a族からなる群より選ばれた金属のうちのT aの含有量が、T a C換算で全量中の1重量%以下であっても優れた工具特性を有する超硬合金母材となる。

【0014】

【発明の実施形態】以下、本発明の実施形態を詳述する。本発明の切削工具に用いられる超硬合金母材は、硬質相と結合相で構成されており、硬質相はWCと、WCの0~15重量%を周期律表第4a、5a、6a族の金属の炭化物、窒化物、炭窒化物で置換したものからなり、WC以外の成分が配合される場合に形成されるB1型固溶体相は、複合炭化物固溶体あるいは複合炭窒化物固溶体からなり、また、結合相は、Co等の鉄族金属を主成分とするもので、全量中に5~15重量%の割合で含有される。

【0015】本発明の切削工具に用いられる超硬合金母材では、超硬合金母材の表面近傍に母材内部における硬度と比較して90~98%の最低硬度の表面領域を有することを特徴とする。母材の表面近傍の硬度が母材内部の硬度と比較して90%を下回ると、難削材加工時の切削温度の上昇によって硬度が著しく低下し、刃先の組成変形を引き起こす。また、98%を上回ると母材表面が固すぎるため、加工硬化したステンレス鋼を切削する際に衝撃に耐えきれず欠損を生じる。そのため、表面近傍の硬度を母材内部の硬度の90~98%に設定しなければならない。

【0016】図1に本発明の切削工具に用いられる超硬合金母材と従来の超硬合金母材の硬度勾配を示す。従来、超硬合金母材の表面強化手法として知られる窒素添加あるいは窒素添加による脱B層では強化した表面層の最低硬度は母材内部における硬度と比較して約50~80%であり、難削材の切削においては切削温度が著しく上昇するため、軟化して組成変形を生じていた。これに対して本発明の切削工具に用いられる超硬合金母材は窒素添加を行わずに表面の強化を行ったため、難削材の切削における切削温度は上昇傾向において、切削に十分な硬度を保持しつつ表面近傍の靱性化が図られている。

【0017】また、本発明の切削工具に用いられる超硬合金母材においては、図2の各金属元素の表面付近の分布に示すように周期律表第4a、5a、6a族からなる群より選ばれた金属に占めるZrの比率が超硬合金母材

の内部に比べて高い領域を超硬合金母材の表面近傍に有することによって強化された表面領域はさらに高温における強度を改善し、優れた耐欠損性を有することができる。これはZrが高温での靱性及び耐塑性変形性に優れることが主因である。また、上記領域では、Zr以外の周期律表第4a、5a、6a族の金属のうち多くが減量することに対応して結合相が増量する。この結合相の増量は上記靱性の強化に寄与するとともに、耐摩耗性との関連において、増量する分の結合相は周期律表第4a、5a、6a族の金属を若干量取り込んでいることにより、耐塑性変形性に悪影響を与えない。したがって、本発明の切削工具は、上記Zrの高温での優れた耐塑性変形性によって耐摩耗性も向上する。

【0018】さらに、図2に示すように周期律表第4a、5a、6a族からなる群より選ばれた金属に占めるZrの比率が超硬合金母材の内部に比べて高い領域の厚さが母材表面から内部に向かって5乃至100 μ mにわたって有することが好適である。この範囲が好適なのはZrの比率が超硬合金母材の内部に比べて高い領域が5 μ mであると強度が不充分であって工具の塑性変形や損傷が激しくなり、100 μ mを超えると耐摩耗性が低下して工具摩耗量の増加が著しくなることがあるためである。

【0019】なお、上記超硬合金母材において、母材内部に2種以上のB1型固溶体相が存在し、B1型固溶体相のうちの少なくとも1種がそれ以外のB1型固溶体相と比較してZrの含有量が多いB1型固溶体相であることによっても高温での優れた耐塑性変形性が得られ耐摩耗性が向上する。つまり、Zr含有量が多い固溶体相の生成に伴いB1型固溶体相の組成が変化し、結合相との濡れ性が向上するために合金全体が強化され、これらB1型固溶体相を適度に存在させることにより、高温における機械的強度を保持することで難削材の高速・高能率加工に対して優れた切削性能を有する。

【0020】この場合、上記Zrの含有量が多いB1型固溶体相は、合金中に平均粒径が3 μ m以下の相として存在することが望ましい。これは、平均粒径が3 μ mを超えると、B1型固溶体相が結合相との濡れが悪いために、合金全体の強度が低下するためである。最適には平均粒径1 μ m程度である。つまり、固溶体相自体は本来靱性であるために、合金中に粗大な相として析出した場合には機械的強度の低下が著しく、切削工具として用いた場合に工具の損傷や塑性変形が激しくなる。よって、Zr含有量が多いB1型固溶体相の平均粒径を上記範囲で存在させることが必要となる。

【0021】さらに、本発明によれば、超硬合金母材の全量中の周期律表第4a、5a、6a族の金属のうちのT aの含有量が、T a C換算で1重量%以下、特に0.2重量%以下、さらには不可避不純物として以外は実質上含有しない場合においても、優れた耐摩耗性、耐塑性

変形性および耐欠損性を維持することができる。すなわち、他の原料に比較して非常に高価なTa原料を用いることなく、ピッカース硬度(Hv)が1400以上、破壊靱性(K_{IC})12MPa \cdot m $^{1/2}$ 以上、3点曲げ強度2500MPa以上、800℃における熱伝導率70W/m \cdot K以上の優れた熱的および機械的特性を有する超硬合金母材となる。

【0022】被覆される硬質層は、TiC、TiN、TiCNをはじめとする周期律表第4a、5a、6a族の金属の炭化物、窒化物、炭窒化物、およびTiAlN、TiZrN、TiCrN、ZrO $_2$ 、Al $_2$ O $_3$ 等が挙げられ、これらはCVD法あるいはPVD法で0.1~20μmの厚みに形成されることが望ましい。

【0023】上述した超硬合金母材を製造するには、まず例えば平均粒径0.5~10μmの炭化タングステン粉末を80~90重量%、平均粒径0.5~10μmの周期律表第4a、5a、6a族の金属の炭化物、窒化物および炭窒化物粉末もしくはこれら金属のうちの2種以上の固溶体粉末を総量で0.1~10重量%、平均粒径0.5~10μmの鉄族金属を5~15重量%、さらに

【0024】次に、上記混合粉末を用いて、プレス成形、鋳造成形、押出成形、冷却静水圧プレス成形等の公知の成形方法によって所定形状に成形した後、0.1~15Paの真空中、1~20℃/分で昇温し、1350~1500℃で0.2~5時間、特に0.5~2時間焼成することによって上述した超硬合金母材を得ることができる。

【0025】なお、本発明の特徴である、表面近傍に母材内部における硬度と比較して90~98%の最低硬度の表面領域を有する超硬合金母材を得るには一次原料において窒化物および/または炭窒化物を添加することなく、いわゆるB1型固溶体を構成する炭化物に対するC α 等の結合相金属量、および超硬合金母材における2相健全域内のC量を調整し、さらに焼成条件のうちとくに液相出現温度付近での昇温速度と焼成後の冷却速度とともに5℃/min程度制御することが必要である。また、脱脂工程における水素フローや脱炭雰囲気焼成を行うことによってより効率的に得ることができる。

【0026】さらに、超硬合金母材の一次原料においてB1型固溶体を構成する周期律表第4a、5a、6a族の金属の炭化物に対するZr化合物の添加比率を調整して上記方法で焼成することにより、さらに優れた強度と高温での優れた耐塑性変形性によって耐摩耗性を保持する超硬合金母材を得ることができる。

【0027】ここで、超硬合金母材の内部における硬度と比較して90~98%の最低硬度の表面領域の厚みについては、焼成時の保持温度と時間を調整することで制御が可能である。

【0028】また、上述した本発明の切削工具に用いられる超硬合金母材は、高硬度、高強度、高熱伝導率の優れた機械的特性と熱的特性を有することから、金型、耐摩耗部材、高温構造材料等に適用可能であり、中でも切削工具、さらにはステンレス鋼等の難削材用の切削工具として好適に使用できる。

【0029】また、本発明の切削工具は、上述した超硬合金母材の表面に、周期律表第4a、5a、6a族の金属の炭化物、窒化物、炭窒化物、TiAlN、TiZrN、TiCrN、ダイヤモンドおよびAl $_2$ O $_3$ の群から選ばれる少なくとも1種の被覆層を単層または複数層形成したものであってもよい。

【0030】なお、超硬合金母材に被覆層を形成するには、所望により、超硬合金母材の表面を研削したり洗浄した後、従来公知のPVD法やCVD法等の薄膜形成法を用いられよう。また、被覆層の厚みは0.1~20μmであることが望ましい。

【0031】【実施例】表1に示す平均粒径8.0μmの炭化タングステン(WC)粉末、平均粒径1.2μmの金属コバルト(Co)粉末と平均粒径2.0μmの表1に示す化合物粉末を表1に示す比率で添加して混合し、プレス成形で切削工具形状(SDK42、CNMG43)に成形した後、焼成温度より500℃以上低い温度から10℃/分の速度で昇温して、1500℃で1時間焼成して超硬合金母材を製作した。

【0032】任意表面を含む斜め断面方向にカットしたカット面において、表面から各深さに相当する部分にて、表面より内部に向かってアガシ社製マイクロビッカース装置(MVK-G3)により荷重200g保持時間10sで硬度測定を行った。各深さにおいて少なくとも3点以上で硬度を測定して平均値を取ることと、その深さにおける硬度とした。また、少なくとも1000μmの深さでの硬度を測定し、超硬合金母材の内部の硬度として用いた。

【0033】また、超硬合金母材の内部の固溶体相中の各金属成分の含有比率をエネルギー分散型X線分析(EDS)によって求め、これによって周期律表第4a、5a、6a族からなる群より選ばれた金属に占めるZrの比率が超硬合金母材の内部に比べて高い領域を特定した。

【0034】また、Zrの含有量が多いB1型固溶体相については断面を鏡面加工したサンプルをSEM電子顕微鏡(反射電子像)観察における任意領域(20μm \times 20μm)において確認できるB1型固溶体(灰色)と色彩の異なる固溶体の析出が判別でき、Zrの含有量が多いB1型固溶体相の平均粒径についてはルーシェス画像解析法で測定した。これらの結果を表1に示す。

【0035】表1中の「最低硬度比(%)」は超硬合金母材の表面領域の最低硬度と内母材部の硬度との比(表

面領域の最低硬度/母材内部の硬度)を示す。また、表1中の「Zr/ β 増加領域」は周期律表第4a、5a、6a族からなる群より選ばれた金属に占めるZrの比率が母材内部と比べて高い領域を意味し、○印はその領域があることを示し、また×印はその領域がないことを示す。「Zr/ β 増加領域」の「厚み(μ m)」は周期律表第4a、5a、6a族からなる群より選ばれた金属に占めるZrの比率が母材内部と比べて高い領域の厚みで*

*ある。さらに、表1中の「Zr含有 β 相」はZrの含有量の多いB1型固溶体相を意味し、○印はその領域があることを示し、また×印はその領域がないことを示す。「Zr含有 β 相」の「粒径(μ m)」はZrの含有量の多いB1型固溶体の粒径を示す。

【0036】

【表1】

試料No.	成分組成(wt%)							最低硬度比(%) 試金部最低硬度/内部硬度(平均)	Zr/ β 増加領域		Zr含有 β 相	
	WC	Co	TiC	TiN	TaC	NbC	ZrC		厚み(μ m)	粒径(μ m)	検出率	検出率
1	87.0	8.0	2.0	0.0	0.0	3.0	2.0	95.0	○	52.0	○	1.2
2	88.0	6.0	0.0	0.0	2.0	1.0	1.0	95.0	×	-	○	2.1
3	77.0	10.0	3.0	0.0	4.0	3.0	3.0	90.0	○	144.0	○	4.4
4	85.0	6.0	2.0	0.0	0.5	0.5	2.0	98.0	○	2.8	×	-
5	90.0	6.0	0.5	0.0	2.0	0.5	1.0	97.0	○	10.0	×	-
6	85.0	6.0	2.5	0.0	2.0	2.5	2.0	98.0	○	32.0	○	0.8
7	83.0	6.0	3.5	0.0	0.0	2.5	3.0	92.0	○	74.0	○	3.0
8	85.0	8.0	2.0	2.0	0.0	0.0	0.0	73.0	×	-	×	-
9	87.0	6.0	2.0	1.5	0.0	1.5	2.0	75.0	○	33.0	○	2.5
10	87.0	6.0	1.0	1.5	0.5	1.0	1.0	88.0	×	-	○	1.7
11	88.0	6.0	2.0	0.0	3.0	0.0	1.0	110.0	×	-	×	-

*印は本発明の範囲外の試料を示す。

【0037】また、得られた各超硬合金母材の表面に、PVD法で膜厚2 μ mのTiN膜を成膜して切削工具を作製した。

【0038】そして、この切削工具を用いて下記の条件で摩耗試験としてステンレス鋼の旋削加工を15分間行なって切削工具のフランク摩耗量と境界損傷量を測定した。なお、切削試験中にフランク摩耗量が0.2mmあるいは境界損傷量が0.5mmに達した場合にはその切削時間を測定した。さらに、磨性試験として溝付合金鋼のミリング加工を行なって欠損を生じた時の送りを測定した。これら結果を表2に示す。

摩耗試験

被削材：ステンレス鋼(SUS304)

工具形状：CNMG432

20※切削速度：120m/分

送り速度：0.3mm/rev

切り込み：2mm

その他：水溶性切削液使用

磨性試験

被削材：溝付合金鋼(SCM440H)

工具形状：SDK42

切削速度：80m/分

送り速度：可変 0.2~0.8mm/刃

切り込み：2mm

30 その他：乾式切削

【0039】

【表2】

試料No.	摩耗試験(旋削)		断続試験(ミリング)
	フランク摩耗 (mm)	境界損傷	
1	0.12	0.25	0.70
2	0.14	0.38	0.55
3	0.18	0.20	0.65
4	0.12	0.44	0.50
5	0.10	0.48	0.50
6	0.15	0.33	0.65
7	0.19	0.28	0.70
8	×(10min)	-	0.40
9	0.2	0.55	0.60
10	0.16	0.33	0.30
11	-	×(8min)	0.25

【0040】表1、表2の結果から、母材内部に対する表面領域の最低硬度が低い試料No.8、9は、耐摩耗性が悪いものであった。また、最低硬度8%の試料No.10では耐欠損性に問題があった。さらに、硬度1

10%と表面領域の硬度が母材内部より高くなっている試料No.11は境界損傷に問題があつて耐欠損性に劣るものであった。

【0041】これに対して、本発明に従って母材内部に

対する表面領域の最低硬度を90~98%とした試料No. 1~7についてはいずれもフランク摩耗量0.2mm以下で、境界損傷にも問題がなく、優れた耐摩耗性を示すものであった。また、靱性試験において欠損を生じ送るも実用上十分な0.5mm/刃以上と優れた耐欠損性を有するものであった。

【0042】これらは周期律表第4a、5a、6a族からなる群より選ばれた金属に占めるZrの比率が母材内部と比べて高い領域やZrの含有量が多いB1型固溶体相を有することによっても効果的に得られている。

【0043】また、試料No. 1、4、7にあるようにこれまで超硬合金母材の高温特性を向上させるとして用いられてきたTaをほとんど添加しない場合でも、耐摩耗性と耐欠損性のバランスが取れた優れた超硬合金母材を得ることができた。

【0044】

*

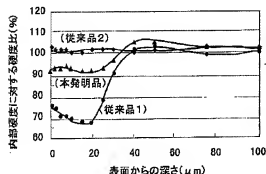
*【発明の効果】以上詳述したとおり、本発明の切削工具に用いられる超硬合金母材によれば、超硬合金母材の表面近傍に母材内部の硬度と比較して90~98%の最低硬度を有する表面領域を有することから、超硬合金母材の硬度と靱性を兼ね備えることができ、かつこれを切削工具として用いることによって、ステンレス鋼等の難削材の切削に対しても優れた耐摩耗性、耐塑性変形性と耐欠損性を有し、かつ高効率切削が可能な切削工具を得ることができる。

10 【図面の簡単な説明】

【図1】本発明の切削工具に用いられる超硬合金母材と従来の超硬合金母材の母材内部の硬度勾配を示す図である。

【図2】本発明の切削工具に用いられる超硬合金母材内部の元素分布を示す図である。

【図1】



【図2】

